بازیافت آلیاژ اینکُنل ۷۳۸ از پره‌های مستعمل توربین گازی به‌روش ESR*

علی فرنیا[(۱)]   شهرام رایگان[(۲)]   حسین عبدی زاده [(۳)]   کاظم حنایی[(٤)]

چکیده

در این تحقیق، بازیافت پره‌های مستعمل توربین از جنس اینگُنل ۷۳۸ به‌روش ESR درون یک قالب مسی با آب‌گرد بررسی شده است. با استفاده از سرباره‌ی مناسب و افزودن آلومینیم فلزی، ترکیب اصلی آلیاژ بدون تغییر حفظ شد، و میزان گازهای اکسیژن، هیدروژن و نیتروژن در حد قابل قبولی قرار گرفت. برای بررسی تأثیر ذوب مجدد با سرباره‌ی الکتریکی بر ریزساختار، خواص کششی و رفتار پیرسختی آلیاژ، نمونه‌ها تغییر شکل گرم شدند و سپس عملیات حرارتی انحلالی در دمای ۱۱۲۰ °C و پیرسختی در دمای ۸٤٥ °C برای نمونه‌های کار شده و ریختگی به‌مدت زمان‌های مختلف انجام شد. نتایج نشان دادند که ریزساختار، خواص کششی و رفتار پیرسختی آلیاژ در نتیجه‌ی ذوب مجدد با سرباره‌ی الکتریکی مشابه با حالت استاندارد این آلیاژ هستند، و به‌این ترتیب از روش ذوب مجدد با سرباره‌ی الکتریکی می‌توان برای بازیافت قراضه‌های سوپرآلیاژ اینگُنل ۷۳۸ استفاده کرد.

واژه‌های کلیدی بازیافت، ESR، اینکُنل ۷۳۸، استحکام، پیرسختی.

Recovery of INCONEL738 Superalloy from Used Gas Turbine Blades by ESR Method

A. Farnia   S. Raygan   H. Abdizadeh   K. Hanaei

Abstract

In this study, attempts were made to recovery the used turbine blades made up of INCONEL738 by Electro Slag Remelting (ESR) method. Using an appropriate slag and addition of metallic aluminum, the original composition was maintained and the amount of oxygen, hydrogen and nitrogen remained in the acceptable level. In order to explore the effect of remelting with ESR on the microstructure, tensile properties and age hardening behavior of the investigated alloy, the as-cast and wrought samples were solution treated at 1120 °C and aged at 845 °C for different lengths of time. The results showed that the microstructure, tensile properties and age hardening behavior of ESR melted INCONEL738 are similar to corresponding standard values and hence, the ESR method was found appropriate to be used to recovery the INCONEL738 alloy from the used turbine blades.

Key Words Recovery, ESR, INCONEL738, Strength, Aging.

* نسخه‌ی نخست مقاله در تاریخ ۹۰/۷/۱۹ و نسخه‌ی پایانی آن در تاریخ ۹۱/۳/۲۷ به دفتر نشریه رسیده است.

(۱) دانش آموخته‌ی کارشناسی ارشد، دانشکده‌ی مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌ی فنی، دانشگاه تهران

(۲) نویسنده‌ی مسئول: دانشیار دانشکده‌ی مهندسی متالورژی و مواد، پردیس دانشکده‌ی فنی، دانشگاه تهران

(۳) گروه پژوهشی مواد، جهاد دانشگاهی، دانشگاه تهران

(٤) گروه پژوهشی مواد، جهاد دانشگاهی، دانشگاه تهران

مقدمه

سوپرآلیاژها از جمله آلیاژهای پیشرفته‌ای هستند که در شرایط دما بالا به‌کار می‌روند. این آلیاژها استحکام زیادی در دماهای بالا دارند و افزون بر آن، از مقاومت به خوردگی، اکسایش، خزش و خستگی خوبی برخوردارند [1,2].

آلیاژهای سری اینکُنل (INCONEL) جزوی از مجموعه‌ی سوپرآلیاژهای پایه نیکل هستند که از سال ۱۹٤۰ میلادی در کاربردهای دما بالا به‌کار رفته‌اند. سوپرآلیاژ اینکُنل ۷۳۸ با افزودن عناصری مانند آلومینیم و تیتانیم حین عملیات حرارتی با رسوب‌گذاری فاز γ' [$Ni_3(AlTi)$] مستحکم می‌شود. این رسوب با ایجاد موانع مستحکم در برابر حرکت نابجایی‌ها، استحکام دما بالا و مقاومت به خزش آلیاژ را افزایش می‌دهند.

روش ذوب و آلیاژسازی اینکُنل شامل ذوب اولیه در کوره‌ی قوس الکتریکی و ذوب القایی در خلاء، تصفیه و گاززدایی در خلاء و یا تصفیه به‌روش کربن‌زدایی با اکسیژن و آرگون (ecarburazingd AOD, Argon /oxygen) و نهایتاً، ذوب مجدد با قوس الکتریکی در خلاء (VAR, Vacum Arc Remelting) و یا ذوب مجدد به‌وسیله‌ی سرباره‌ی الکتریکی (ESR, Electroslag Remelting) می‌باشد.

با توجه به طولانی و پرهزینه بودن مراحل تولید سوپرآلیاژهای اینکُنل و قیمت بالای عناصر آلیاژی به‌کار رفته در آن‌ها، انگیزه‌ی زیادی برای بازیافت آن‌ها از پره‌های توربین مستعمل وجود دارد. برای رسیدن به این هدف، پره‌های مستعمل را باید به‌عنوان الکترود آلیاژسازی کرده و سپس به‌روش VAR یا ESR مجدداً ذوب کرد. از بین این دو روش، روش ESR به‌دلیل برخورداری از مزایای بسیاری از جمله تولید شمش‌های سالم و بدون تخلخل، خواص مکانیکی و چکش‌خواری خوب، امکان انجماد جهت‌دار شمش، مورد توجه قرار گرفته و برای بازیافت سوپرآلیاژها استفاده می‌شوند. در روش ESR، فلز مورد نظر به‌صورت الکترود مصرفی استفاده شده و عمل ذوب در یک قالب مسی آبگرد شده حاوی سرباره‌ی مذاب انجام می‌گیرد. گرمای لازم برای ذوب از مقاومت الکتریکی سرباره‌ی مذاب تأمین می‌شود.

در این تحقیق، الکترود ESR از اتصال پره‌های توربین مستعمل تهیه شد و با انتخاب سرباره‌ی حاوی TiO_2–CaF_2–Al_2O_3، مجدداً ذوب شدند. از آنجا که آلیاژ مورد مطالعه هم به‌شکل کارشده (اینکُنل ۷۳۸) و هم به‌شکل ریختگی (IN ۷۳۸) تولید می‌شود [3]، نمونه‌ها در حالت گرم تغییر شکل یافتند و پس از آن، در دو حالت کارشده و ریختگی عملیات حرارتی شدند. ریزساختار، رفتار پیرسختی و خواص کششی آلیاژ عملیات حرارتی شده بررسی شدند، و نتایج با ویژگی‌های استاندارد آلیاژ 738 مقایسه شدند تا به‌این وسیله، میزان بازیابی خواص مکانیکی و ریزساختار شمشی که به‌روش ESR مجدداً ذوب شده است، تعیین شود.

روش آزمایش

برای ذوب قراضه‌های سوپرآلیاژ، از کوره‌ی ESR با قالب ثابت و برق متناوب استفاده شد. سرباره‌ی Al_2O_3-CaF_2 برای آن انتخاب شد و برای جبران تلفات تیتانیم، ۸ درصد وزنی TiO_2 با خلوص ۹۸ درصد به آن اضافه شد. مقدار ۲۵۰۰ گرم از سرباره تهیه شد و قبل از استفاده از آن، به‌مدت زمان ٤ ساعت در دمای ۸۰۰ °C به‌منظور حذف رطوبت و ترکیبات فرّار، حرارت داده شد. افزون بر این، از تسمه‌ی آلومینیمی با خلوص ۹۹ درصد که به الکترود متصل بود، برای تأمین آلومینیم استفاده شد. فرایند با ایجاد قوس الکتریکی بین کف قالب و الکترود آغاز شد، و به‌این ترتیب سرباره ذوب شد. پس از آن، فرایند ذوب الکترود به‌شکل مقاومتی انجام گرفت. ولتاژ فرایند ٤۵ ولت و جریان اعمالی ۱/۲–۱/۵ کیلوآمپر انتخاب شد.

در حین انجام فرایند، گسترهای از توان برق، ۵۵ تا ٦٥ کیلووات، اعمال شد. در این شرایط، سرعت ذوب الکترود از ۰/۳ تا ۲ کیلوگرم بر دقیقه در نوسان بود. شمش استوانهای حاصل به قطر تقریبی ۹۰ میلیمتر و ارتفاع تقریبی ۱۰۰ میلیمتر، دارای سطح ظاهری مناسب و وزن ۷ کیلوگرم بود. ترکیب شیمیایی شمش ESR بهروش فلورسِنس اشعهی ایکس (XRF) مشخص شد. قراضهی مستعمل اولیه فاقد پوشش سطحی بود، اما در صورت وجود مقادیر کمی از آن، این پوشش سطحی حین عملیات ذوب توسط سربارهی ESR از مذاب جدا میشود. کار گرم بهمیزان ۵۰ درصد کاهش سطح مقطع بهصورت قالب باز در دمای ۱۱۵۰ °C و در دو مرحله، بهمنظور جلوگیری از ایجاد ترک احتمالی، انجام شد. برای مشاهدهی ساختار میکروسکپی نمونهها، از میکروسکپ نوری استفاده شد، و محلول ماربل (10g $CuSO_4$, 50ml HCl, 50mlH_2O) برای حکاکی نمونهها بهکار گرفته شد. نمونههای ریختگی و کار شده در دمای ۱۱۲۰ °C بهمدت ۲ ساعت تابکاری محلولی شدند و پس از آن، در دمای ۸۵۰ °C بهمدت زمانهای ۸، ١٦، ٢٤ و ٢٨ ساعت پیرسخت شدند. برای مشاهدهی رسوبات مختلف در زمینه از میکروسکپ الکترونی روبشی مدل cam scanMV2300 و برای تعیین ترکیب شیمیایی آنها از روش EDX استفاده شد. نمونههای کشش از نوع تخت مطابق با استاندارد ASTM E8M به ضخامت ۲ و طول سنجهی ۳۲ میلیمتر تهیه شدند، آزمون کشش با سرعت حرکت فک ۰/۵ میلیمتر بر دقیقه بر روی آنها انجام شد. آزمون کشش برای هر نمونه سه بار تکرار شد. نمونههای آزمون کشش از بخشهای میانی و مرکزی شمش تهیه شدند.

نتایج و بحث

شمش بهدست آمده در شرایط ذوب ESR دارای کیفیت سطحی مناسبی بود. این شمش در شکل (۱) نشان داده شده است. ترکیب شیمیایی قراضهها و میانگین ترکیب شیمیایی شمش ESR پیش از انجام عملیات اصلاح ترکیب سرباره، در جدول (۱) نشان داده شدهاند. همانطور که مشاهده میشود، تغییرات ترکیب شیمیایی، بهجز در مورد آلومینیم، بسیار اندک و در محدودهی قابل قبول از نقطه نظر استاندارد مربوط به آلیاژ IN738 میباشد [3].



شکل۱ تصویر شمش ESR تولید شده در آن تحقیق.

برای جلوگیری از اتلاف تیتانیم، به سرباره اکسید تیتانیم افزوده شد. بهاین ترتیب، اتلاف تیتانیم بر اساس رابطهی (۱) به حداقل مقدار خود میرسد [۱]:

$$4[Al] + 3(TiO_2) = 2(lA_2O_3)+3[Ti] \qquad (۱)$$

با انجام این واکنش، مقداری از آلومینیم بهشکل اکسید وارد سرباره خواهد شد. برای جبران اتلاف بهوجود آمده، از آلومینیم فلزی بههمراه الکترود استفاده شد. ترکیب شیمیایی شمش حاصل از فرایند ESR با سربارهی اصلاح شده در سه نقطه از طول شمش در بخش مرکزی آن، در جدول (۲) نمایش داده شده است. مشاهده میشود که در هر سه مقطع، بر اساس منابع موجود، مقدار عناصر آلیاژی در محدودهی قابل قبول است [3].

جدول ۱ ترکیب شیمیایی شمش ESR بدون افزودن آلومینیم و ترکیب اولیه‌ی آلیاژ

Element	Ni	Cr	Co	Mo	Ta	Nb	w	Al	Ti	Zr	Fe	c
بعد از ذوب ESR	bal.	۱۶	۸/۳	۱/۷	۱/۷	۰/۸	۲/۶	۲/۳	۳/۳	۰/۰۴	۰/۱۳	۰/۱۱
قبل از ذوب ESR	bal.	۱۶	۸/۵	۱/۹	۱/۷	۰/۸	۲/۸	۳/۲	۳/۴	۰/۰۴	۰/۰۹	۰/۱۰

جدول ۲ اندازه‌گیری عنصری شمش بازیافت شده در بخش پایینی، میانی و بالایی شمش

عنصر	درصد وزنی استاندارد عنصر	درصد وزنی عنصر (مقطع بالایی شمش)	درصد وزنی عنصر (مقطع میانی شمش)	درصد وزنی عنصر (مقطع پایینی شمش)
Ni	bal.	bal.	bal.	bal.
Cr	۱۵/۷-۱۶/۳	۱۶/۱	۱۶/۸	۱۶/۰
Co	۸/۰-۹/۰	۸/۳	۸/۳۲	۸/۲۹
Mo	۱/۵-۲	۱/۷۰	۱/۷۱	۱/۷۲
W	۲/۴-۲/۸	۲/۶۱	۲/۵۸	۲/۵۴
Ta	۱/۵-۲	۱/۷۴	۱/۶۵	۱/۶۷
Nb	۰/۶-۱/۱	۰/۹۲	۰/۹۵	۰/۸۸
Al	۳/۲-۳/۷	۲/۲۱	۳/۲۴	۳/۴۱
Ti	۳/۲-۳/۷	۳/۳۰	۳/۲۵	۳/۲۲
Zr	۰/۰۳-۰/۰۸	۰/۰۶	۰/۰۷	۰/۰۷
B	۰/۰۰۷-۰/۰۱	۰/۰۰۹	۰/۰۱	۰/۰۱
C	۰/۰۹-۰/۱۳	۰/۱۱	۰/۱۳	۰/۱۳

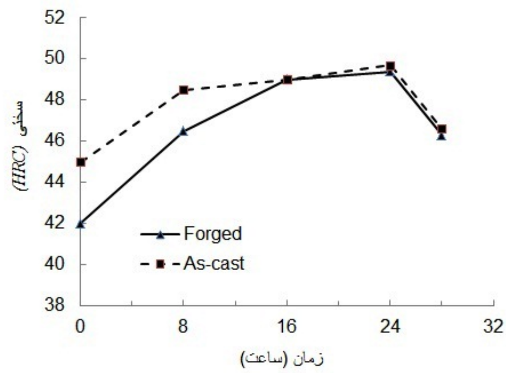
جدول ۳ نتایج اندازه‌گیری گازهای الکترود قبل و پس از ذوب ESR

عنصر	N_2	O_2	H_2
غلظت پس از ذوب (ppm)	۲۸	۳۰	٦/۱۱
غلظت قبل از ذوب (ppm)	۳٦	۲۵	۰/٤۸

مقادیر اکسیژن، نیتروژن و هیدروژن موجود در شمش پس از ESR با سرباره‌ی اصلاح شده و قراضه‌های ذوب شده قبل از ESR، در جدول (۳) آورده شده‌اند. اندازه‌گیری‌ها در بخش‌های مرکزی شمش انجام شدند. مشاهده می‌شود که مقدار گاز نیتروژن کاهش قابل توجهی یافته است، اما غلظت گاز اکسیژن ۲۰ درصد افزایش یافته و غلظت گاز هیدروژن ۱۲/۷ برابر شده است. ژوها و همکارانش، [4]، در تحقیقات خود نشان داده‌اند که هیدروژن از رطوبت موجود در هوا جذب مذاب می‌شود. میزان هیدروژن جذب شده به نوع و میزان رطوبت محیط و ترکیب شیمیایی سرباره بستگی دارد. آن‌ها گزارش کرده‌اند که با استفاده از سرباره‌ی از پیش ذوب شده و یا محیط خنثی بدون حضور رطوبت می‌توان به‌میزان زیادی از

جذب هیدروژن کم کرد.

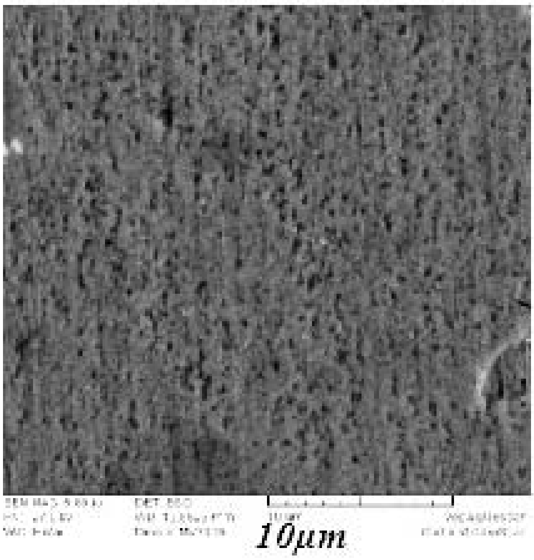
قبل از انجام عملیات حرارتی پیرسختی، آزمون سختی‌سنجی در نقاط مختلف شمش بازیافت شده انجام شد و سختی ٤٥ راکول C برای آن به‌دست آمد. پس از انجام عملیات حرارتی تاب‌کاری محلولی در دمای ۱۱۲۰ °C به‌مدت ۲ ساعت، نمونه‌های به‌دست آمده از شمش‌های ریختگی و کار شده به‌مدت زمان ۸، ۱٦، ۲٤ و ۲۸ ساعت پیرسخت شدند تا رفتار آن‌ها با یک‌دیگر مقایسه شود. شکل (۲) نمودارهای پیرسختی را برای دو حالت ریختگی و کار شده نشان می‌دهد.



شکل ۲ نمودارهای پیرسختی آلیاژ ریختگی و کار شده؛ پیرسازی در دمای ۸٤٥ °C به‌مدت زمان‌های ۸، ۱٦، ۲٤ و ۲۸ ساعت

همان‌گونه که در نمودارهای شکل (۲) مشاهده می‌شود، در ابتدای فرایند پیرسازی نرخ افزایش سختی بیش‌تر است. دلیل این رفتار بالاتر بودن غلظت اتمی و همچنین، تعداد جاهای خالی غیرتعادلی و کرنش شبکه‌ی بیش‌تر، و نفوذ سریع‌تر در ابتدای فرایند است [5]. پس از ۲٤ ساعت پیر شدن در دمای °C ۸٤٥ سختی بیشینه به‌دست آمده است. گزارش شده است که در حین عملیات پیرسازی، جوانه‌زنی ذرات γ' در زمینه در مراحل اولیه‌ی رسوب‌گذاری به‌شکل همگن بوده و رشد آن‌ها با حضور نابجایی‌ها تسریع می‌شود. با افزایش زمان پیرسازی و رشد رسوبات، کرنش‌های هم‌سیمای به‌وجود آمده میدان‌های کرنشی را ایجاد می‌کنند. به‌این ترتیب، رسوبات γ' به‌شکل مجزا قابل تشخیص خواهند بود [5]. این رسوبات می‌توانند بدون آن‌که هم‌سیمایی خود را از دست بدهند، تا چند میکرون رشد کنند [6]. در شکل (۳)، رسوبات ریز در شرایط پیرسازی پس از ۱٦ ساعت نشان داده شده است.

شکل (٤) تصویر رسوبات را پس از ۲٤ ساعت پیرسازی نشان می‌دهد. رسوبات در این شکل مکعبی هستند. اندازه‌ی این رسوبات در بازه‌ی ۳۰۰ – ٤۰۰ نانومتر قرار دارد.

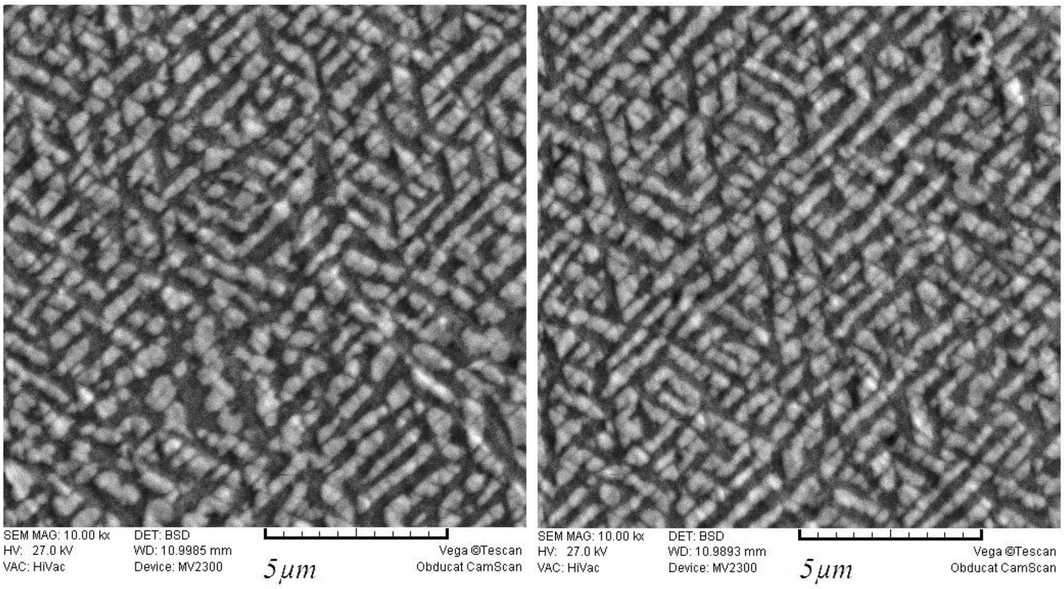


شکل ۳ رسوبات ریز که پس از ۱٦ ساعت پیرسازی جوانه زده‌اند

گزارش شده است که با افزایش زمان پیرسازی در دمای بالا، مطابق با سازوکار اُسوالد ریپنینگ (Oswald Ripening)، ذرات ریز به یک‌دیگر پیوسته و ذرات درشت‌تری را ایجاد می‌کنند و در نتیجه‌ی آن، تعداد ذرات ریز کم‌تر شده و اندازه‌ی میانگین آن‌ها افزایش می‌یابد. افزون بر این، با افزایش زمان گرمادهی در دمای ثابت، شکل ذرات از کروی به مکعبی تغییر می‌کند [6]. افزون بر رسوبات مکعبی، تعداد محدودی رسوب‌های کروی به اندازه‌ی ۵۰ تا ۱۰۰ نانومتر که در مرحله‌ی پیرسازی جوانه‌زنی و رشد کرده‌اند

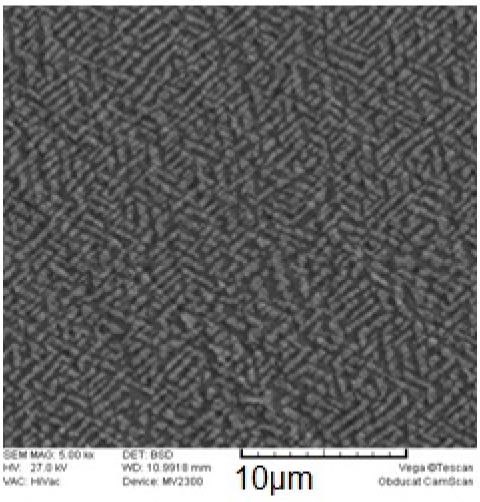
(رسوب‌های ثانویه) نیز در شکل ۵ مشاهده می‌شوند. به این نوع ساختار رسوبی، ساختار رسوبی با اندازه‌ی دوگانه می‌گویند. این ساختار منطبق بر مُرفولوژی و اندازه‌ی رسوب‌های استاندارد برای آلیاژ IN738LC در این شرایط پیرسازی می‌باشد [3]. این نتیجه نشان‌گر بازیابی مناسب خواص رسوب سختی آلیاژ IN738 LC به‌وسیله‌ی ذوب است.

همان‌گونه که در شکل (٦) مشاهده می‌شود، رسوب‌ها پس از ۲۸ ساعت پیرسازی تا حد چند میکرون رشد کرده و توزیع مناسب آن‌ها از بین می‌رود. این رفتار، مطابق با نمودار شکل (۲)، باعث افت سختی می‌شود. گزارش شده است که با افزایش اندازه‌ی رسوب‌ها تا بیش از حد بحرانی، سختی کاهش می‌یابد [7].



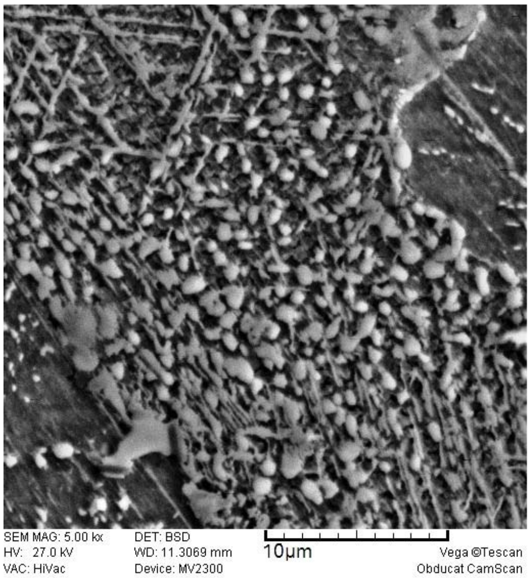
(ب) (الف)

شکل ٤ رسوب‌های مکعبی پس از ٢٤ ساعت پیرسازی؛ الف) نمونه‌ی ریختگی، و ب) نمونه‌ی کارشده

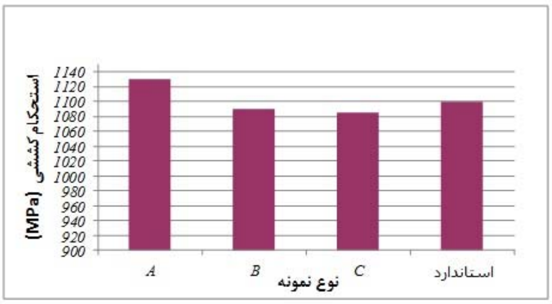


شکل ۵ اندازه‌ی دوگانه‌ی رسوب‌ها پس از ٢٤ ساعت پیرسازی

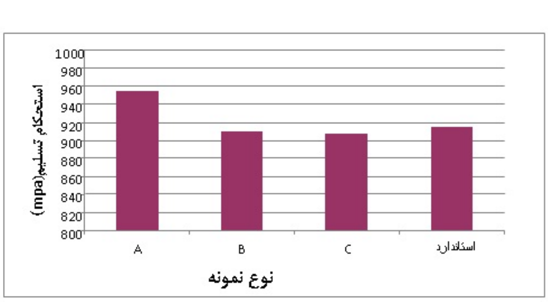
در شکل (۶)، رسوب‌ها شکل مکعبی خود را از دست داده‌اند، و رسوب‌هایی با گوشه‌های تقریباً گرد و رسوب‌های رشته‌ای طویل شکل گرفته‌اند.



شکل ۶ توزیع نامناسب رسوب‌ها پس از ۲۸ ساعت پیرسازی



شکل ۷ استحکام کششی نمونه‌های آزمایش



شکل ۸ استحکام تسلیم نمونه‌های آزمایش

نمونه‌ها در سه حالت ریختگی بدون عملیات حرارتی (A)، ریختگی و پیرسازی شده در دمای ۸۴۵ °C به‌مدت ۲۴ ساعت (B)، و نمونه‌ی کارشده و پیرسازی شده در دمای ۸۴۵ °C به‌مدت ۲۴ ساعت (C) (زمان بیشینه‌ی سختی مطابق با استاندارد گزارش شده برای INCONEL738، [3]،) در دستگاه کشش کشیده شدند. استحکام کششی و تسلیم نمونه‌های A، B و C در شکل‌های (۷) و (۸) با مقادیر استاندارد آن‌ها مقایسه شده‌اند. نمونه‌ی عملیات حرارتی نشده (A) دارای بیش‌ترین استحکام تسلیم و استحکام کششی است، و استحکام‌های کششی و تسلیم دو نمونه‌ی دیگر (B و C) بسیار نزدیک به هم و کم‌تر از نمونه‌ی (A) هستند.

مقایسه‌ی استحکام تسلیم و کششی نمونه‌های (B) و (C) با استحکام ناشی از عملیات حرارتی استاندارد برای آلیاژ IN738 (تاب‌کاری محلولی به‌مدت ۲ ساعت در ۱۱۲۰ °C، پیرسازی به‌مدت ۲۴ ساعت در دمای ۸۴۵ °C، [3]،) نشان می‌دهد که خواص کششی پس از ذوب و عملیات حرارتی به‌خوبی حفظ شده‌اند. قفل شدن نابجایی‌های متحرک به‌وسیله‌ی ذرات رسوب، یکی از سازوکارهای اساسی برای استحکام‌دهی در ساختارهای رسوب سخت شونده است. تحقیقات نشان داده‌اند که رسوب‌های ریزتر با فاصله‌ی کم‌تر بین آن‌ها، استحکام‌دهی بهتری را نتیجه می‌دهند [7]. در نمونه‌های B و C، چند رسوب کوچک حین عملیات پیرسازی یک رسوب درشت‌تر تشکیل داده‌اند و بنابراین، فاصله‌ی بین رسوب‌ها افزایش یافته است. با این‌حال، این رفتار در نمونه‌ی A رخ نداده است، و استحکام آن بالاتر است. نمونه‌های کارشده و کارنشده پس از عملیات پیرسازی دارای ریزساختار تقریباً یکسانی از نقطه نظر رسوب‌ها (مکعبی و به‌اندازه‌ی متوسط) می‌باشند. این نمونه‌ها دارای استحکام تسلیم و کششی مشابهی هستند. به‌این ترتیب می‌توان نتیجه گرفت که عملیات حرارتی

مؤثرترین نقش را بـر خـواص کششـی آلیـاژ داشـته و انجام کارگرم تأثیر ناچیزی بر این خواص آلیاژ IN738 دارد.

نتیجه گیری

نتایج زیر را می‌توان از تحقیق انجام شده به‌دست آورد:

۱- عناصر تنگستن، کبالت، مولیبدن، تانتـالیم و نیـوبیم با عملیات ذوب به‌روش ESR، به‌طور کامـل بازیافـت شدند.

۲- با افزودن TiO_2 به‌میـزان ٤ درصـد وزنـی و Al_2O_3 به‌میزان ۷۰ درصد وزنی به سرباره، و افـزودن آلـومینیم فلزی به‌میـزان ۳۰ درصـد مقـدار آن در ترکیـب آلیـاژ، آلومینیم و تیتانیم در محدوده‌ی قابل قبول قرار گرفتند.

۳- میزان اکسیژن با استفاده از سرباره‌ی اصلاح شـده و جریان برق متناوب برای عملیات ذوب، در حـد قابـل قبولی باقی ماند.

٤- میـزان هیـدروژن شـمش بـا اسـتفاده از سـرباره‌ی اصلاح شده و پیش‌گـرم کـردن سـرباره قبـل از ذوب، مقداری افزایش یافت.

۵- در مرحله‌ی پیرسازی پس از ٢٤ ساعت، سـاختاری دوگانه‌ای از رسوب‌های مکعبی درشت به‌اندازه‌ی ۳۰۰ تا ٤۰۰ نانومتر و رسوب‌های ریز کروی به‌اندازه‌ی ۱۰۰ نانومتر به‌دست آمـد. مقـدار بیشـینه‌ی سـختی در ایـن حالت به‌دست آمد. با افزایش زمان پیرسازی، رسوب‌ها تا حد چند میکرون رشد کرده و شکل مکعبی خـود را از دست دادند. این رفتار باعث کاهش سـختی پـس از ۲۸ ساعت پیرسازی شد.

٦- استحکام تسلیم و کششی نمونه‌ها پس از عملیـات حرارتی در مقایسه با استحکام‌های استاندارد آلیاژ مورد مطالعه، قابل قبول بودنـد. اسـتحکام تسـلیم و کششـی نمونه‌ی عملیات حرارتی نشده بالاتر بودند. ایـن رفتـار احتمـالاً بـه‌دلیـل آن اسـت کـه در نمونـه‌ی فـوق، رسوب‌های ریزتر با فاصله‌ی کم‌تر تشکیل شده‌اند.

مراجع

1. Donachi, M. J., Donachi, S. J., "Superalloys a Technical Guide", 2nd edition, Materials Park, OH, 44073-0002, (2002).
2. Sims, C. T., Stoloff, N. S., Hagel, W. C., "Superalloys II", John wiley & Sons, chapter 7, (1987).
3. Metals Handbook, "Nickel and nickel alloys", *ASM International*, Vol 2, 3th edition, pp. 428-455, (1990).
4. Zhou-hua, L. Lian-ke J., Zheng-bang L.,"Hydrogen pick-up during electroslag remelting Process", *Journal of Iron and Steel Research International*, Vol.18 (4), pp. 19-23, (2011).
5. Vander Molen, E.H., "Control of γ' particle size and volume fraction in the high temperature superalloy udimet 700", *Metallurgical Transactions*, Vol 2, pp.1627-1630, (1971).
6. Monajati, H., Jahazi M., Bahrami, R., Yue, S., "The influence of heat treatment condition on γ' Characteristics in Udimet 720", *Material Science and Engineering* A, Vol. 373, pp.286-273, (2004).
7. Balikci, E., Raman , A., Mirshams, R.A.,"Influence of various heat treatment on the microstructure of Polycrystalline IN738LC", *Metallurgical and Materials Transaction A* ,Vol.28A, pp. 1993-2003, (1997).